

研究論文

高Cr白鑄鉄溶湯によるサーメット鑄ぐるみ材料の高温圧縮衝撃疲労特性

池 浩之,* 後 藤 正 治,** 勝負澤 善 行,* 麻 生 節 夫,**
小 松 芳 成,** 小 西 信 夫***

High-temperature Compressive-impact Fatigue Strength of Cermet Powder Layer Inserted
by Molten White Cast Iron

Hiroyuki Ike†, Shoji GOTO††, Yoshiyuki SYOBUZAWA†, Setsuo Aso††
Yoshinari KOMATSU†† and Nobuo KONISHI†††

In order to improve the high-temperature wear resistance of white cast iron, a cermet powder layer mixed with Ni and/or Cr powder was inserted by molten 27 mass% Cr white cast iron. The microstructures of surface and vertical cross-section of the inserted layer were examined to investigate castability of the molten cast iron. High-temperature wear resistance of the inserted layer was examined by means of a high-temperature compressive impact fatigue test. The results obtained are as follows. (1) The inserted layer with 50 vol.% Ni powder or 25 vol.% Ni and 25 vol.% Cr powder shows satisfactory metallographic structure, though the inserted layer with 50 vol.% Cr powder includes some micro pores and voids. (2) The wear resistance decreases with increasing temperature for whole the inserted layers. The impact fatigue strength of the layer with 50 vol.% Cr powder is highest in whole the inserted layers at higher temperature side. (3) However, the inserted layer with 50 vol.% Cr powder shows many cracks connecting with the micro pores and voids after the impact fatigue test. Therefore, it is important to make an inserted layer without any micro pores and voids by using smaller sized cermet powder.

Key Words : insert, surface hardening, white cast iron, cermet, microstructure, impact fatigue test, composit

1. 緒 言

製鉄機械において使用される部品材料は、常温での硬さや衝撃に耐える靱性のほかに、高温硬さ、耐熱衝撃性、耐酸化性そして高温圧縮衝撃疲労強度などが要求される¹⁾。例えば、粉鋳焼結設備における破碎機の鬼歯や受け歯などは、最高1370 Kの温度に加熱された焼結原料を破碎するために、特に高温硬さや高温圧縮衝撃疲労強度などが要求され、材料としては、高マンガニ鑄鋼、高クロム鑄鉄そして硬化肉盛材料などが利用されている¹⁾。しかし生産効率の向上のためには、より安価で寿命の長い部品材料が待望されている。そこで著者は、硬質の使用済みサーメットチップを利用した高温耐摩耗材料開発に取り組んでいる^{2)~4)}。すなわち、サーメット粉砕粉鑄ぐるみ材の開

発を行っている。

ここでサーメット粉砕粉を利用する理由は、サーメットはすぐれた機械的特性を有しているにもかかわらず、鑄ぐるみ母材溶湯との接合性が悪く、熱衝撃性にも劣るためチップ形状のまま鑄ぐるむことが困難なためである²⁾。これまでの研究の結果では、サーメット粉砕粉にニッケルやクロム粉末を50 vol.%添加し、十分な熱量を供給することやニッケルを50 vol.%添加した粉末をあらかじめ加圧成形して鑄型中に充てんすることなどにより良好な鑄ぐるみ層が得られることなどが確かめられた^{2)~4)}。そこで、これらの鑄ぐるみ材についてその組織と機械的性質の関係を明らかにすることが強く望まれている。

したがって、本研究では、ニッケル及びクロム粉末を添加したサーメット粉砕粉加圧成形体を27 mass%Cr (以下単に27% Cr という) 白鑄鉄溶湯で鑄ぐるみ、試験片を作製し、組織観察を行った。そして、本鑄ぐるみ材料の粉鋳焼結設備の破碎機鬼歯への応用化を図るため、試験片表面の圧縮衝撃疲労強度を室温から1083 Kの高温まで測定し、本鑄ぐるみ材料の機械的特性について検討した。

2. 実験方法

2-1 鑄ぐるみ試験片の作製方法

本研究で用いたサーメットチップは市中から回収した種々メーカーの使用済みサーメットチップ (EDS による分析結果では、組成は TiCN-Mo₂C-WC-Ni 系合金が主であった。その他これ

平成15年8月27日受付; 平成16年1月6日受理

* 岩手県工業技術センター 材料技術部

〒020-0852 岩手県盛岡市飯岡新田 3-35-2

** 秋田大学工学資源学部 材料工学科

〒010-8502 秋田市手形学園町 1-1

*** ㈱小西鑄造

〒027-0006 岩手県宮古市鍛ヶ崎上町 6-14

† Iwate Industrial Research Institute, 3-35-2 Iikashinden Morioka

city 020-0852 Iwate prefecture Japan

E-mail : ike@sv02.kiri.pref.iwate.jp

†† Faculty of Engineering and Resource Science, Akita University,

1-1 Tegata Gakuencho Akita city 010-8502 Akita prefecture Japan

††† Konishi Foundry CO., LTD, 6-14 Kuwagasakikamimachi Miyako
city 027-0006 Iwate prefecture Japan

に V, Nb, Co などの元素がピークとして得られた組成の合金もあった)である。これをスタンプミルで0.15~0.5 mm の粒度に粉碎分級した。そしてこのサーメット粉碎粉に対し、ニッケル粉末(粒度 $2.2\mu\text{m}$)を50 vol.%添加した粉末(A粉末), クロム粉末(粒度 $<10\mu\text{m}$)を50 vol.%添加した粉末(B粉末), 及びニッケルとクロム粉末をそれぞれ25 vol.%添加した粉末(C粉末)を被鋳ぐるみ材とした。被鋳ぐるみ材は、鋳ぐるみ材の強化のために用いられるので、本実験ではこれを強化材と

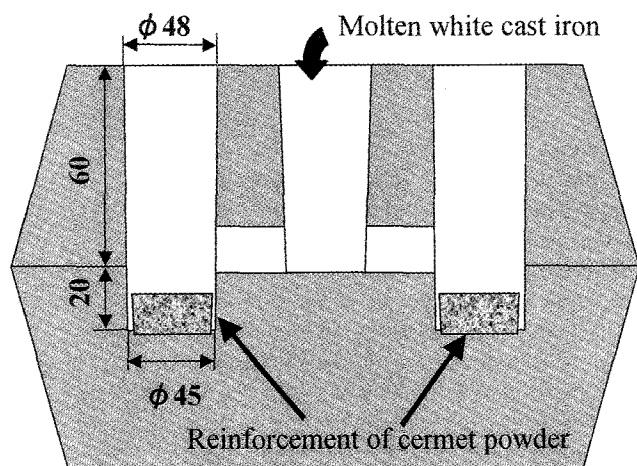


Figure 1 Mold for hard facing of white cast Iron.

Table 1 Experimental condition for high temperature compressive impact fatigue test.

Initial load	0.15 kN
Testing load	20 kN
Wave form	Rectangle wave
Frequency	6 Hz
Impact number	100
Testing temperature	RT~1073 K
Rising rate of temperature	8 K/min

呼ぶことにする。次に各強化材粉末20 g を超硬合金製金型に充填し、プレス圧150 MPa で $25 \times 7.2 \sim 9.7$ の寸法に成形した。そして、Figure 1 に示すように鋳型内に成形体を配置した後、1823 K の27%Cr 白鋳鉄 ($\text{Fe}-2.7\text{mass}\%\text{C}-27\text{mass}\%\text{Cr}-0.8\text{mass}\%\text{Mn}-0.8\text{mass}\%\text{Si}$) 溶湯を注湯して、鋳ぐるみ試験片を作製した。得られた試験片については、鋳ぐるみ部の断面および底面研削後の組織観察などを行った。

2-2 高温圧縮衝撃疲労強度試験方法

本研究では、上記の方法で作製した試験片の鋳ぐるみ部の圧縮衝撃疲労強度を測定するために、Figure 2 に示すデジタル油圧サーボ試験システム(インストロン社製 Type8800)を用いた。試験は、上部試験片取り付け治具にサーメット製ポンチ(先端が $\phi 20$ の球形状、硬さ HV1650)を、そして下部取り付け

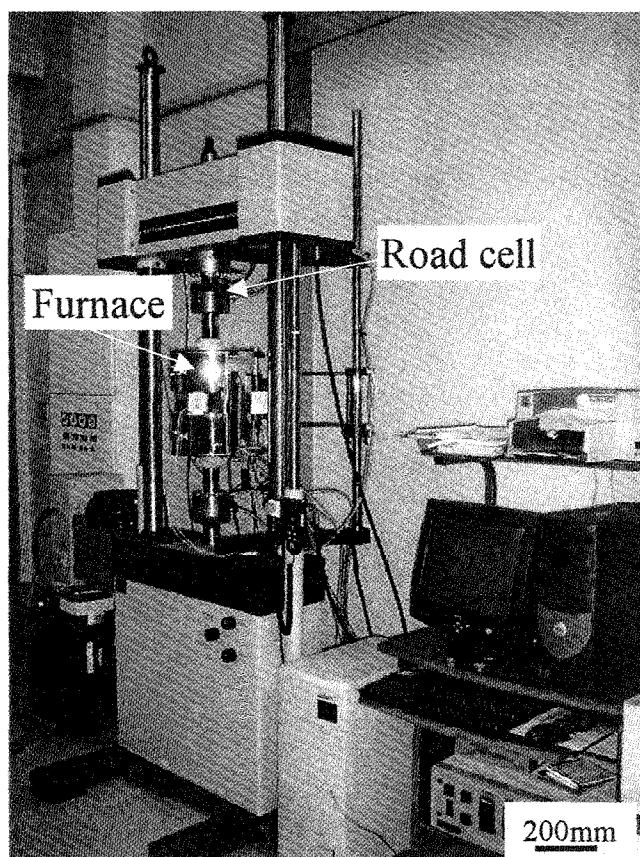


Figure 2 Overview of the high temperature compressive impact fatigue machine.

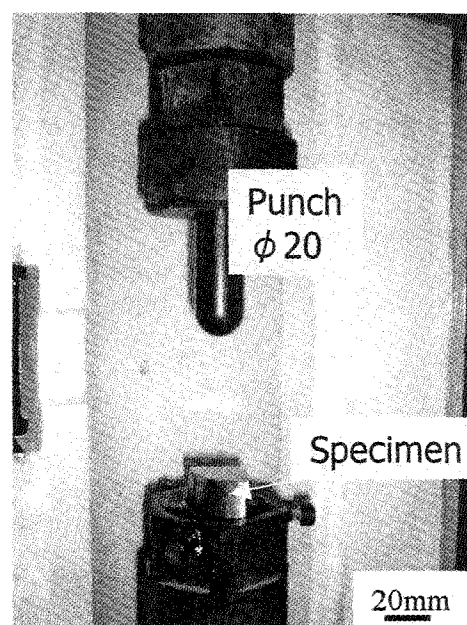


Figure 3 Setting of the specimen in holder jig for high temperature compressive impact fatigue test.

け治具に鑄ぐるみ面を上にした試験片を固定し (Figure 3), 一定の荷重, 速度, 回数で試験片をポンチに衝突させて行った。その時の荷重と衝撃速度 (周波数) はアクチュエータにより制御した。試験温度は室温から 1073 K までの範囲で変化させ, その時の温度は試験片に接触させた熱電対により測定した。また, 試験温度に達するまで, ポンチと試験片は 0.15 kN の一定荷重で常に接触させた。試験終了後, 試験片は室温まで冷却した後, 試験片に生じた圧痕の深さ (変形量) を非接触三次元測定装置 (三鷹光器製 NH-3SP) により測定して圧縮衝撃疲労試験強度を求めた。高温圧縮衝撃疲労試験の条件を Table 1 にまとめて示した。

3. 実験結果

3-1 鑄ぐるみ試験片の組織

Figure 4 には, A~C の各粉末を強化材とした鑄ぐるみ試験片の, 断面と研削後の底面のマクロ組織を示した。これよりサーメットとニッケルを混合した A 粉末を強化材とした場合, 空けきなどの存在しない完全な鑄ぐるみ層が得られた。しかしサーメットとクロム粉末を混合した B 粉末を強化材とした場合は, 断面から観察すると, 強化材と鑄型との接触部にごくわずかな空けきが観察された (a 部)。また, 研削後の底面組織で顕著であるが, 鑄ぐるみ層のマトリックス部に白色相が多数観察された (b 部)。サーメットにクロム粉末とニッケル粉末を複合添加した C 粉末の場合は, 鑄ぐるみ層表面に収縮が見られたものの, A 粉末と同様に完全な鑄ぐるみ層が得られることが分かった。なお, サーメット粒子のみを強化材として鑄ぐるんだ場合は, 本実験のような方法では全く鑄ぐるみ層が得られないことも確認した。

次に Figure 5 には, A 粉末と B 粉末を強化材とした試料断面の SEM 組織を示した。これよりいずれの組織中にもサーメット粒子がほぼ均一に分散していることが明らかとなった。ここでサーメットは市中から回収した種々サーメットチップを利用しているため, 組成の異なるサーメット粒子が観察された。したがって, 本鑄ぐるみ法によれば鑄ぐるみ層はサーメットの組成によらずほぼ形成可能であることが分かった。そして A

粉末を強化材とした場合, 鑄ぐるみ部にボアなどは観察されず, サーメット粒子形状は元の形状をそのまま保って鑄ぐるみ部のマトリックスと完全に接合しており, 良好な鑄ぐるみ層が得られることが分かった。また, 鑄ぐるみ層のマトリックス部には, 強化材の成分と 27%Cr 白鉄鉄が合金化して生成した炭化物が観察された。一方, B 粉末を強化材とした場合, 27%Cr 白鉄鉄と添加したクロム粉末などが合金化した粗大な M_7C_3 炭化物が鑄ぐるみ層マトリックス部を中心に多数生じたほか, そこには多くのマイクロボアも観察された。これより Figure 4 で B 粉末を強化材とした鑄ぐるみ層内部に観察された白色相はこのマイクロボアであることが分かった。この B 粉末を強化材とした場合のみ, 強化材と鑄型の接触部に空けきが生じ, さらに鑄ぐるみ層内にも多くのマイクロボアが観察された。このことはニッケルとクロムの鑄ぐるみ層形成時における反応挙動の相違によるものと考えられた²⁾。すなわち, ニッケル粉末の場合, 強化材粉末を圧縮成形することにより鑄ぐるみ層形成時, ニッケルが溶湯中に溶け込むと同時にサーメットとニッケル粉末との焼結性と濡れ性が向上するためボアが生じにくいと考えられた。一方クロム粉末を同時添加した強化材を用いた場合, 鑄型との接触面に鑄ぐるまれない層が出来たことから, 強化材粉末を圧縮成形することにより, 成形体と鑄型との接触面まで熱が十分に伝達されていないため鑄ぐるみ層内に多くのマイクロボアが生じたと考えられた。このことについては後で詳細に述べる。

3-2 高温圧縮衝撃疲労強度試験

Figure 6 には, A 粉末及び B 粉末を強化材とした鑄ぐるみ試験片と, 比較のための 27%Cr 白鉄鉄試験片について, 室温と 973 K で圧縮衝撃疲労強度試験を行った後の表面組織を示した。繰り返し衝撃荷重負荷により, いずれの試験片にもポンチから転写された圧痕が生じることが分かった。そして, 明らかに室温の結果に比較して, 973 K の高温で試験を行ったものの圧痕径が大きくなることが分かった。これは, サーメット粒子や M_7C_3 炭化物そしてオーステナイト相の硬度が高温になるほど低下する^{3),6)} ことによるものと考えられた。Figure 7 は Figure 6(a) の室温試料の圧痕深さを非接触三次元測定装置で測

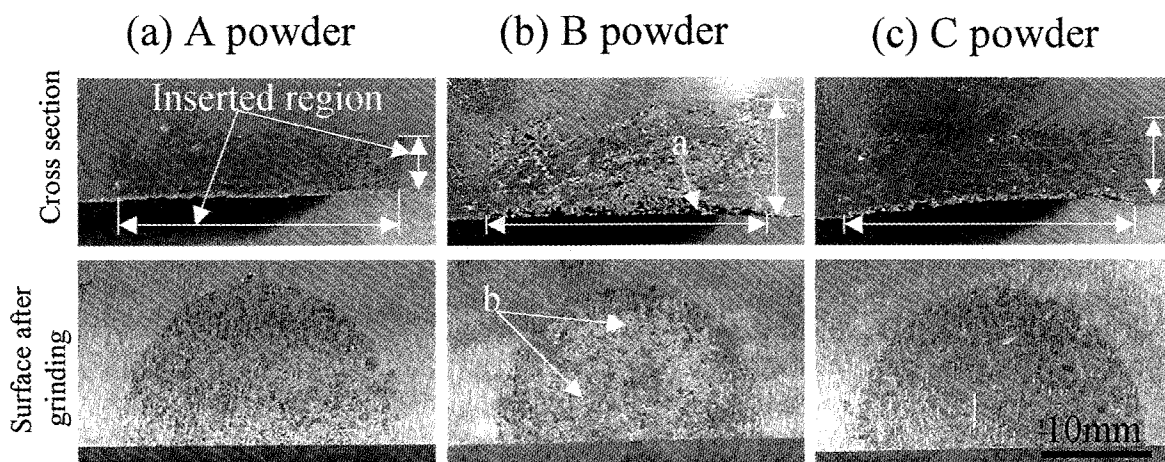


Figure 4 Microstructures in the cross sections and surfaces after grinding of the specimens, in which (a), (b) and (c) indicate the specimens inserting A powder (Cermet + 50 vol.% Ni powder), B powder (Cermet + 50 vol.% Cr powder) and C powder (Cermet + 25 vol.% Ni powder + 25 vol.% Cr powder), respectively.

定した時の結果を一例として示した。これらの結果より、この試験片に生じた圧痕の深さ、すなわち圧縮衝撃疲労強度試験による塑性変形量（以下変形量）を測定して求めることにより、鑄ぐるみ材料表面の高温圧縮衝撃疲労特性が定量的に評価可能と考えられた。そこで、室温から1083 Kまで試験温度を変化させ、A及びB粉末を強化材とした鑄ぐるみ試験片と27%Cr白鑄鉄単体の圧縮衝撃疲労強度試験を行った試験片の変形量を測定した結果をFigure 8に示した。これより室温では、27%Cr白鑄鉄とB粉末を強化材とした試験片の変形量はほぼ

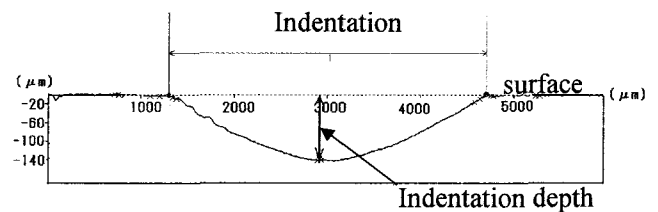


Figure 7 Example of the indentation depth measurement by means of a non-contact type three-dimensional determination method, in which the specimen inserting A powder was used after compressive impact fatigue test at room temperature.

(a) A powder

(b) B powder

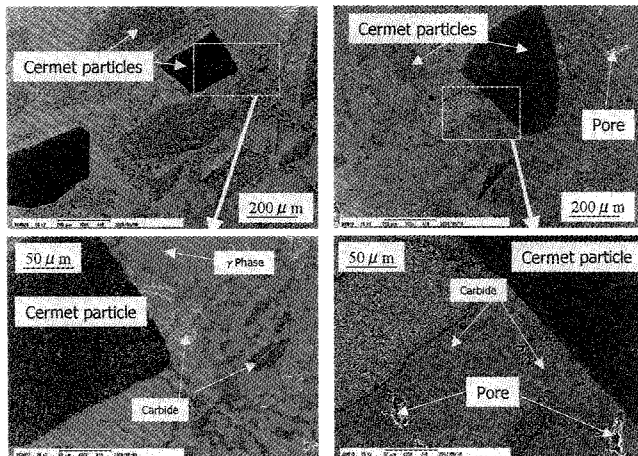


Figure 5 SEM microstructures in the cross sections of the specimens, in which (a) and (b) indicate the specimens inserting A powder and B powder, respectively.

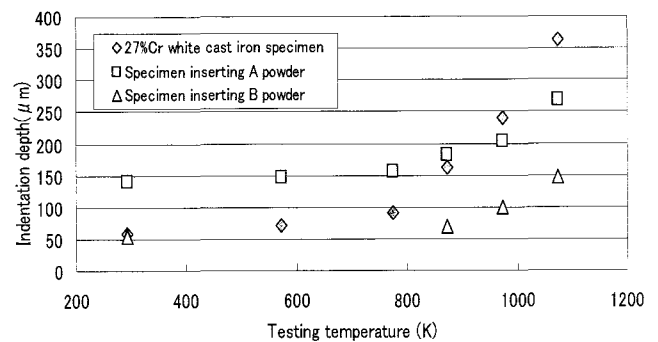


Figure 8 Relation between indentation depth and testing temperature in 27% Cr white cast iron specimen, specimen inserting A powder and specimen inserting B powder after compressive impact fatigue test at various temperatures.

(a) 27%Cr white cast iron

(b) A powder

(c) B powder

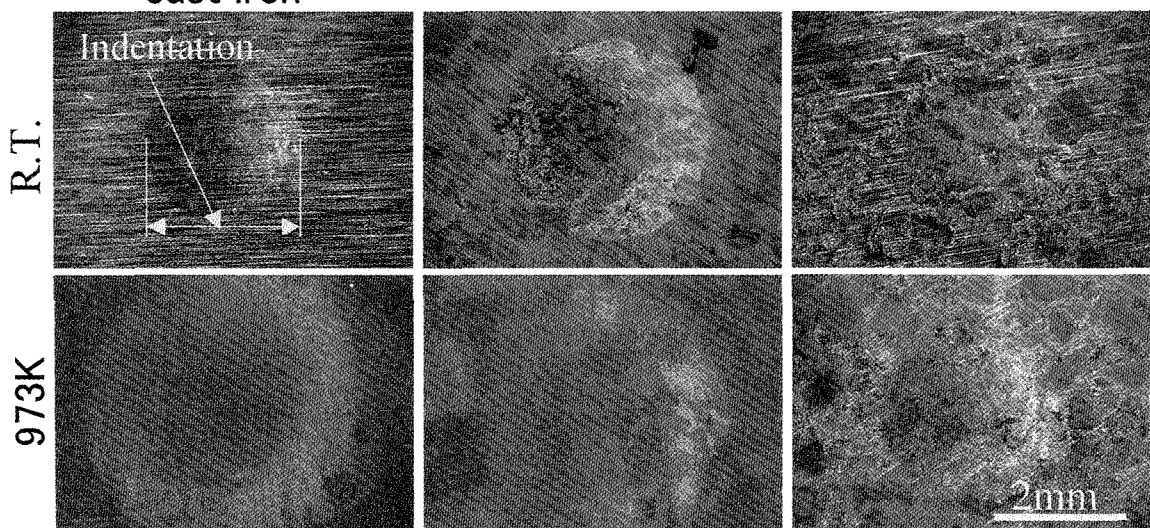


Figure 6 Microstructures in the surfaces of specimens after compressive impact fatigue test at room temperature and 973 K. (a), (b) and (c) indicate the specimens of 27% Cr white cast iron, inserting A powder and inserting B powder, respectively.

同じであるが、A 粉末を強化材とした場合、これらの約 3 倍も変形量が大きくなることが分かった。そして、27%Cr 白鑄鉄の場合、873 K 以上の高温になると急激に変形量が増加するが、鑄ぐるみ試験片の場合は、873 K 以上の高温でも緩やかに増加することが分かった。そのため、1073 K の高温で、変形量が最も大きいのは、27%Cr 白鑄鉄単体 (約 360 μm) で、次に A 粉末鑄ぐるみ材料 (約 270 μm)、そして B 粉末鑄ぐるみ材料 (約 150 μm) となった。すなわち 1073 K の高温においては、サーメットにクロム粉末を 50 vol.% 添加した強化材を 27% Cr 白鑄鉄で鑄ぐるんだ材料が、27%Cr 白鑄鉄単体に比較して 2 倍以上の圧縮衝撃疲労強度を示すことが分かった。なお、ここでは実験結果の説明を省略したが、ニッケル粉末とクロム粉末を併用した C 粉末の場合は、各温度で A 粉末と B 粉末の場合のほぼ中間の変形量となることを確かめた。

4. 考察

4-1 クロム粉末添加強化材の鑄ぐるみ層中に生じるポア

本研究において、サーメット粉砕粉にクロム粉末を 50 vol.% 添加した B 粉末を成形体にして 27%Cr 白鑄鉄溶湯で鑄ぐるんだ試験片の鑄ぐるみ層には、ポアが多量に観察された (Figure 5)。これまでの研究の結果²⁾、鑄ぐるみ層の形成機構は、強化材に添加するニッケル粉末とクロム粉末で異なることが分かっている。そしていずれの場合も良好な鑄ぐるみ層が得られることも分かっている。そこで、本研究において、なぜクロム粉末を同時添加した強化材の場合のみ、ポアが生じたかその理由について検討した。

まずクロムは母材の 27%Cr 白鑄鉄の主成分であること、そしてクロム粉末を多量に含む強化材は溶解に必要な熱量が少なくなる⁴⁾ことなどから、この場合の強化材は 27%Cr 白鑄鉄溶湯中に溶け込みやすくなる。そしてクロムを多く含む過共晶の白鑄鉄溶湯は、サーメット粒子との濡れ性も向上し²⁾、このとき溶湯から十分な熱量が強化材に対し加えられると、強化材中のサーメット内部にも M_7C_3 炭化物を生成しながら、鑄ぐるみ層は形成される²⁾。しかし、本研究の場合、強化材は 150 MPa の圧力で成形した圧粉体で十分に緻密化されており、圧粉体表面では、27%Cr 白鑄鉄溶湯により、クロム粉末が瞬時に溶け込み、上記理由により鑄ぐるみ層が形成される。しかし、クロム粉末は、ニッケル粉末の場合と異なり、サーメット粒子を包み込むようなネットワークを形成しないため、圧粉体内部は、溶湯からの熱伝達が表面部に比較して遅いと考えられ、そしてさらに強化材は緻密化されているため、溶湯が流れ込むにも時間を要すると考えられた。そのため、27%Cr 白鑄鉄溶湯が強化材内部に到達したときは、溶湯温度も低下し、クロム粉末と接触した瞬間に合金化し、反応が十分でなく、多くのポアが発生したと考えられた。Figure 5 に示したように鑄ぐるみ層界面部に比較して内部に多くのポアが生じたこと及び鑄型との接触面には空けきが観察されたことがこのことを裏付けていると思われた。

一方、強化材にサーメットと同時にニッケル粉末を添加した場合、ニッケルは 27%Cr 白鑄鉄に多く溶解することに加え、溶解に必要な熱量も少なくなる⁴⁾、そしてニッケルはサーメットとの濡れ性も良くサーメット粒子を包みこむようにネットワークを形成する²⁾ため、強化材を加圧成形し緻密化することで、

圧粉体内部の焼結性と濡れ性が向上し、鑄ぐるみ層内にはポアが全く生じず、健全な鑄ぐるみ層が得られたと考えられた。

4-2 圧縮衝撃疲労強度に及ぼす温度の影響

室温から 1073 K までの高温で圧縮衝撃疲労強度試験を行った結果、室温では 27%Cr 白鑄鉄の変形量は小さいが、873 K 以上の高温になると、急激に変形量が増加するため、鑄ぐるみ材料に比較して高温での圧縮衝撃疲労強度が低下することが分かった。27%Cr 白鑄鉄の場合、Figure 9 に示したように M_7C_3 炭化物とオーステナイトからなる組織を有している。従って、室温では、 M_7C_3 炭化物の硬さが高い (HV1550²⁰⁾) こととオーステナイトの加工硬化などにより比較の変形量は少なくなるものと考えられる。しかし、試験温度が 873 K 以上になると、 M_7C_3 炭化物の硬さが減少すると共に、回復の効果によりオーステナイトの加工硬化が生じにくくなるため急激に変形量が増加したと考えられた。このことは、高クロム白鑄鉄の高温圧縮強さの測定結果²¹⁾からもほぼ妥当と考えられた。一方、A 粉末を強化材とした試験片の変形量が室温で大きくなった理由は、A 粉末の場合、ニッケル粉末を 50 vol.% 同時添加しているため、鑄ぐるみ層内のオーステナイト領域が多い (Figure 5(a)) ことと同時に、オーステナイト中にニッケルを多量に含むためオーステナイト領域が室温でも安定化し⁷⁾、圧縮衝撃疲労試験による加工硬化が生じ難かったためと考えられた。そして高温になると、サーメットの硬度が低下する²²⁾ため、変形量は、温度上昇に伴い緩やかに増加したと考えられた。また、B 粉末を強化材とした場合、鑄ぐるみ層内にはオーステナイト領域が少なく、硬い M_7C_3 炭化物が多く分散 (Figure 5(b)) した。そしてサーメット粒子も 50 vol.% 以上分散しているために、鑄ぐるみ層の変形量は 27%Cr 白鑄鉄の場合とほとんど変らなかったと考えられた。さらに、高温ではサーメット粒子と M_7C_3 炭化物の硬さの低下に伴い、変形量が緩やかに増加したのと考えられた。

4-3 高温圧縮衝撃疲労強度試験後の断面組織

Figure 8 の高温圧縮衝撃疲労強度試験結果から、873 K 以上の高温において、27%Cr 白鑄鉄の変形量は急激に増加するが、A、B 粉末を強化材とした鑄ぐるみ材料の変形量は緩やかな増加にとどまる。そのため 1073 K では、27%Cr 白鑄鉄の変形量が最も多く、その変形量は B 粉末を強化材とした場合の 3 倍以上にも達することが分かった。また 1073 K では、いずれの試験片とも室温の場合に比較して約 2 倍から 7 倍以上に変形量

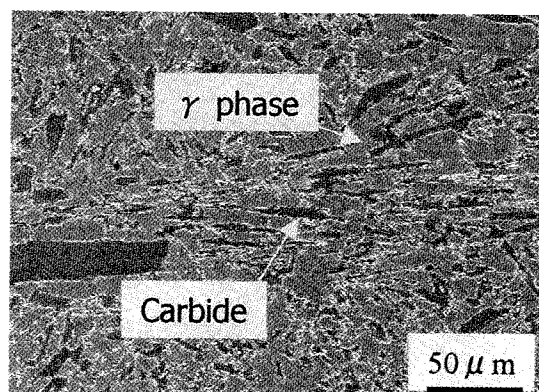


Figure 9 Microstructure of 27% Cr white cast iron.

が増加した。この変形量が増加すると、圧痕周辺の27%Cr 白鉄中の M_7C_3 炭化物や鑄ぐるみ層に分散するサーメット粒子の内部とその界面などには、変形による破壊組織が生じやすくなる^{5),8)}と考えられた。そこで、1073 K で試験を行った各試料の圧痕周辺部の組織観察を行った結果を Figure 10に示した。この図より、27%Cr 白鉄では、予想に反して圧痕直下及び圧痕の肩部などにも変形による破壊組織は観察されなかった。しかし、A 粉末を強化材とした場合は、圧痕肩部のサーメット粒子とマトリックス界面部及びサーメット粒子内部にクラックが生じることが分かった。一方、クロム粉末を同時添加したB粉末を強化材とした場合は、試験による変形量すなわち圧痕深さは小さいが、圧痕の肩部から内部に約6mmもの大きなクラックが発生していることが分かった。そしてクラックは圧痕の肩部付近のサーメット粒子とマトリックスの界面から発生し、サーメット内部と界面、炭化物内部と界面及び鑄ぐるみ層に生じたポアなどを經由して伝播することが分かった。すなわちB粉末を強化材とした場合は、鑄ぐるみ層内には硬い炭化物が多く晶出したことと多くのポアが発生したことにより、高温では変形量が少ないものの、著しく韌性に劣る材料となったと考えられた。つまり高温における変形量を少なくするだけでなく、クラックの伝播を抑制するためには、サーメット粒子内部及び界面のクラック発生を低減させるために粒子の形状を小さくすること、そして鑄ぐるみ層マトリックス部は、炭化物を発生させて硬度の上昇を図るだけでなく、鑄ぐるみ部に韌性を持たせるためにもオーステナイト相を多く晶出させること、そして鑄ぐるみ層にはポアなどの欠陥を出来るだけ発生させないようにすることなどが重要であると考えられた。

5. まとめ

サーメット粉砕粉にニッケルやクロム粉末を添加した粉末を強化材とした27%Cr 白鉄鑄ぐるみ試験片について、組織観察および高温圧縮衝撃疲労強度試験を行った結果以下の結論が得られた。

- 1 各強化材を圧縮成形して鑄ぐるんだ試験片において、50 vol.%Ni (A 粉末) と25 vol.%Ni-25 vol.%Cr (C 粉末) を用いた場合は、健全な鑄ぐるみ層が得られた。しかし、50 vol.%Cr 添加した粉末 (B 粉末) の場合、一部に空けきが観察され、鑄ぐるみ層には多くのマイクロポアも観察された。その理由としては、クロムとニッケルとの鑄ぐるみ層形成機構への関与の相違によるものと考えられた。
- 2 圧縮衝撃疲労強度試験による変形量について、27%Cr 白鉄の場合、室温における変形量は小さいが873 K 以上の高温になると急激に変形量が増加することが分かった。そしてA 粉末を強化材として用いた場合、室温における変形量は最も大きくなるが、973 K 以上の温度では、27%Cr 白鉄より変形量が小さくなることが分かった。一方、B 粉末の場合、室温での変形量も小さく、高温においても変形量は緩やかな増加に止まり、1073 K では27%Cr 白鉄の1/2 以下の変形量となることが分かった。
- 3 上記の理由としては、27%Cr 白鉄の場合、室温ではオーステナイト相の加工硬化などにより変形量が少なくなるが、高温では、加工硬化が生じ難くなるため変形量が急激に増加したと考えられた。A 粉末の場合、オーステナイト相に多くのニッケルを含有するため、室温でも安定で加工硬化が生じにくく、変形量が大きくなると考えられた。そして高温では、サーメットの硬度低下に伴い緩やかに変形量が増加すると考えられた。そして、B 粉末の場合、 M_7C_3 炭化物の晶出が多く、オーステナイト相が少なくなったため硬度が上昇し、室温及び高温でも変形量が少なくなったと考えられた。
- 4 B 粉末を強化材とした場合、圧痕肩部のサーメット粒子界面に発生したクラックが、サーメットや炭化物の界面および内部さらに鑄ぐるみ層に生じたポアなどを經由して伝播することが分かった。そしてクラックの発生を抑制するためには、サーメット粒子の形状を小さくし、鑄ぐるみ層マトリックス部は、オーステナイト相を晶出させて韌性をマ

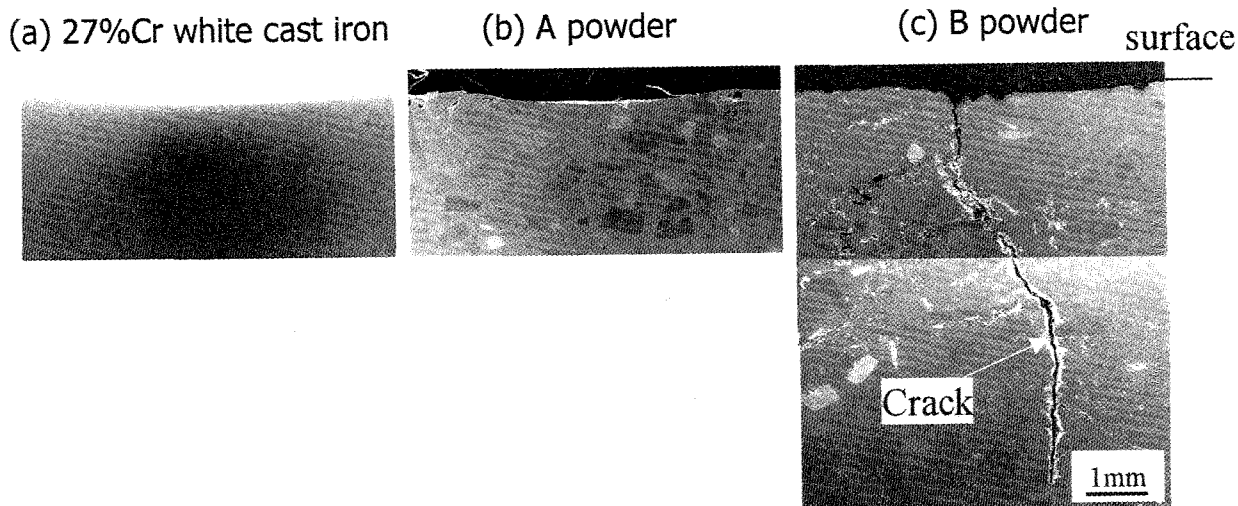


Figure 10 Microstructures in the cross sections of specimens after compressive impact fatigue test at 1073 K. (a), (b) and (c) indicate the specimens of 27% Cr white cast iron, inserting A powder and inserting B powder, respectively.

たせ、鑄ぐるみ層にポアなどの欠陥を発生させないことなどが重要と考えられた。

文 献

- 1) 財総合鑄物センター編：鑄物のアブレーション摩耗，(1980) 49.
- 2) 池 浩之，麻生節夫，後藤正治，勝負澤善行，小西信夫：サーメット粉末鑄ぐるみによる27mass%Cr 白鑄鉄の表面硬化，鑄造工学，75 (2003) 538～544.
- 3) 池 浩之，後藤正治，勝負澤善行，麻生節夫，小松芳成，小西信夫：白鑄鉄による粉碎サーメット粒子の鑄ぐるみ性評価，素材物性学雑誌，16 (2003) 7～12.
- 4) 池 浩之，後藤正治，麻生節夫，勝負澤善行，小西信夫：27%Cr 白鑄鉄溶湯によるサーメット粒子の鑄ぐるみとその特性，鑄造工学，75 (2003) 618～623.
- 5) 劉 冲明，麻生節夫，後藤正治，小松芳成：高クロム白鑄鉄の高温圧縮強さ，鑄造工学，70 (1998) 793～799.
- 6) 鈴木 寿編：超硬合金と焼結硬質材料基礎と応用 (丸善)，(1986) 364.
- 7) ステンレス協会編：ステンレス鋼便覧第3版 (日刊工業新聞社)，(1995) 171～181.
- 8) 鈴木 寿，林 宏爾，寺田 修：TiC-Mo-Ni 合金のビッカース圧痕周辺に生じる破壊組織，粉体および粉末冶金，22 (1975) 131～135.